

УДК 621.762:669.715.29

Г.І. Прокопенко, С.М. Волошко,  
І.Є. Котенко, А.П. Бурмак

## ЗМІНА МІКРОТВЕРДОСТІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16 ПІСЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЇ УДАРНОЇ ОБРОБКИ

### Вступ

Алюмінієвий сплав Д16, що належить до сплавів системи Al–Cu–Mg (дуралюміні), після гартування і старіння має високий рівень питомої міцності і опору втомному руйнуванню. Завдяки цим якостям він широко використовується у виробництві відповідальних силових елементів в авіаційній і космічній техніці, а також для виготовлення деталей машин і приладів різного призначення. Проте при створенні техніки нового покоління виникає проблема істотного підвищення питомої міцності та зниження ваги конструкцій і деталей, що виготовляються з алюмінієвих сплавів. У зв'язку з цим розробка нових ресурсозберігаючих технологій їх зміцнення є актуальною задачею сучасного машинобудування.

В даний час розробляються два напрямки фізико-технологічних способів істотного поліпшення механічних характеристик легких сплавів, які засновані на використанні методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД) при низьких температурах [1, 2]. Перший із них пов'язаний з ІПД всього об'єму матеріалу. На відміну від традиційних способів деформаційного зміцнення (плющення, кування, екструзії, термомеханічної обробки) ІПД дає можливість створювати наноструктурні стани в об'ємі матеріалу, зумовлені процесами диспергування зерен. Саме створення нанодисперсної структури деформаційного походження приводить до значного підвищення міцності алюмінієвих сплавів. На сьогодні уже встановлено, що найефективнішим способом об'ємного деформаційного наноструктурування, у тому числі сплаву Д16, є рівнокутова канална екструзія (РККЕ) при кімнатній температурі. Наприклад, у статті [3] ІПД методом РККЕ підвищує міцність Д16 на 40 % тільки за рахунок подрібнення зеренної структури. Автори публікації [4] показали, що після десяти циклів РККЕ сплаву Д16 зерно досягає розміру близько 200 нм (розмір початкового зерна

приблизно 5 мкм). При цьому мікротвердість зростає від 123 до 176 кгс/мм<sup>2</sup>; межа текучості – від 381 до 513 МПа.

Оскільки міцність металу, зокрема втомні характеристики і опір проти виникнення та розвитку тріщин, істотно залежать від властивостей його поверхневих шарів, то другий із названих напрямків пов'язаний із розробкою поверхневих методів інтенсивної пластичної деформації алюмінієвих сплавів, у тому числі і сплаву Д16. Найпоширенішим методом такого зміцнення є обробка поверхні матеріалу прискореними дрібними кульками, виготовленими із загартованої сталі або високоміцної кераміки. Певні успіхи стосовно Д16 відзначаються в деяких недавніх зарубіжних публікаціях. Автори статті [5] показали, що обробка сталевими кульками поверхні зразків з Д16 істотно підвищує втомну міцність. Остання зростає завдяки підвищенню опору зародженню тріщин при циклічному навантаженні, що зумовлено виникненням стискальних напружень у поверхневій області. У [6] встановлено, що обробка кульками з карбиду вольфраму (WC) підвищує мікротвердість Д16 на глибині до 100 мкм і створює значні стискальні залишкові напруження в поверхневому шарі, що й підвищує опір втомному руйнуванню. Відзначається також, що ефект зміцнення виявляється вищим для зразків, що зазнали природного старіння. Проте даний метод не достатньо технологічно гнучкий, оскільки вимагає використання закритих робочих камер. Крім того, обробка кульками не дає можливості проводити локальне зміцнення поверхні, наприклад перехідної зони зварних швів. У зв'язку з цим останніми роками інтенсивно розробляються пристрої і розвиваються технології ультразвукової ударної обробки (УЗУО) [7–10]. УЗУО – більш керований процес порівняно з обробкою кульками і забезпечує отримання поверхні з істотно меншою шорсткістю. Крім того, викликані такою обробкою стискальні залишкові напруження стабільніші, ніж після обробки кульками. У літературі наводяться позитивні ефекти дії УЗУО на властивості алюмінієвих сплавів. Ще в ранній праці [8] наголошувалося, що при такій обробці зварних швів із сплаву АМг6 його мікротвердість підвищується на 60–70 %. У ряді досліджень встановлено сприятливу дію УЗУО на підвищення втомної міцності алюмінієвих сплавів 7075-E651 [9], АМг6 [10] і Д16 [11].

Таким чином, аналіз літературних даних дає можливість зробити висновок про те, що

дослідження ефектів УЗУО стосовно сплаву Д16 перебувають на початковому етапі. Тому систематичні дослідження, направлені на вивчення змін фізико-механічних і фізико-хімічних властивостей Д16 при дії інтенсивного ультразвукового удару, є актуальною задачею сучасного матеріалознавства.

### Постановка задачі

Мета даної статті — дослідити мікротвердість промислового прутка із сплаву Д16 після різних режимів УЗУО.

### Методика експерименту

З прутка алюмінієвого сплаву Д16 після гартування та природного старіння виготовлялися різанням циліндричні зразки діаметром 15 мм і висотою 10 мм. Хімічний масовий склад сплаву був такий: Al — 93,6 %, Cu — 3,97 %, Mg — 1,43 %, Mn — 0,625 %. Для знеміцнення проводився відпал при 450 °C протягом двох годин і охолодження з піччю — така термічна обробка є звичайною для дуралюмінів. Для виявлення мікроструктури застосовувався відпал і при вищих температурах.

УЗУО проводилася при кімнатній температурі з використанням обладнання [10], яке складалося з ультразвукового генератора, що живить п'єзокерамічний випромінювач, який працює на частоті 21 кГц. Випромінювач поміщався в корпус і закріплювався в штативі перпендикулярно поверхні, що оброблялася. Ультразвукові коливання, які створювались п'єзокерамічним випромінювачем, підсилювались хвилеводом-концентратором, торець якого коливався з амплітудою  $A$ . На ньому було

закріплено спеціальну обойму, в якій розміщувався бойок діаметром 5 мм і довжиною 23 мм (із загартованої сталі ШХ15). Під дією ультразвукових коливань він здійснював ударне навантаження поверхні зразка за рахунок вимушених вібрацій, що відбувалися в проміжку між торцем концентратора та поверхнею зразка з частотою близько 1–2 кГц. Таким чином поверхня зразка піддавалася інтенсивній високочастотній ударній деформації. Тривалість обробки  $\tau$  варіювалася від 30 до 180 с, амплітуда коливань  $A$  концентратора становила 9,7 і 13,9 мкм з похибкою 0,5 мкм.

Вимірювання мікротвердості HV проводилося за методом Вікерса на приладі ПМТ-3М при навантаженні 20 г. Для характеристики зеренної мікроструктури використовувався стандартний металографічний аналіз. Товщина модифікованого при УЗУО поверхневого шару визначалася за допомогою растрової електронної мікроскопії (РЕМ) на приладі JSM-6490 (JEOL).

### Експериментальні результати і обговорення

Структуру сплаву Д16 у вихідному стані наведено на рис. 1, *а*. Вона є типовою для дуралюмінів і складається з  $\alpha$ -твердого розчину на основі алюмінію з ГЦК-ґраткою, до складу якого входять Cu, Mg, Mn, а також включень нерозчинних фаз. Зеренна структура і утворення практично гомогенного твердого розчину виявляються після відпалу при температурі 500 °C (рис. 1, *б*). В результаті перегріву перед загартуванням відбувається оплавлення евтектики по границях зерен, що супроводжується втратою міцності та пластичності (рис. 1, *в*). Товщина максимально деформованого поверх-

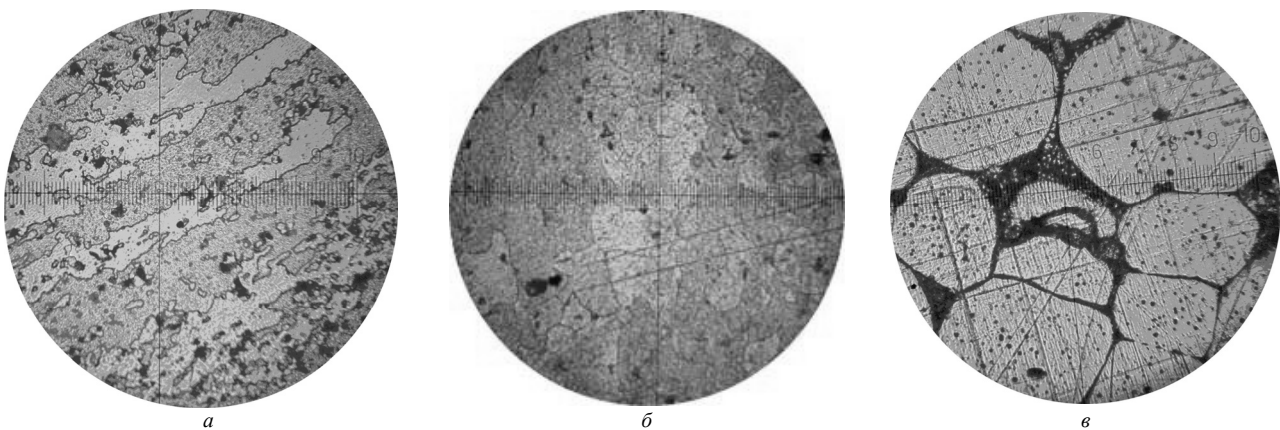


Рис. 1. Мікроструктура алюмінієвого сплаву Д16 ( $\times 690$ ): *а* — у вихідному стані; *б* — після відпалу ( $T = 500$  °C,  $\tau = 30$  хв); *в* — після відпалу ( $T = 590$  °C,  $\tau = 80$  хв)

невого шару (так званий білий шар), за даними РЕМ (рис. 2), становить близько 2 мкм.

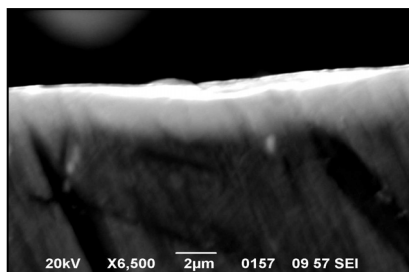


Рис. 2. Модифікований поверхневий шар сплаву Д16 після оптимального режиму УЗУО

Мікротвердість зразків алюмінієвого сплаву Д16 після УЗУО наведено в таблиці.

**Таблиця.** Мікротвердість сплаву Д16 після різних режимів УЗУО

№ зразка	Режим УЗУО		Мікротвердість HV, кгс/мм <sup>2</sup>
	A, мкм	τ, с	
1	Вихідний стан		102,5
2	9,7	60	118,1
3		90	111,9
4		120	92,4
5		180	89,7
6	13,9	60	195,6
7		90	149,1
8		120	125,6
9		180	88,4

Найбільше зростання мікротвердості ( $HV=195,6$  кгс/мм<sup>2</sup>) відбувається при амплітуді ультразвукового перетворювача  $A=13,9$  мкм і тривалості обробки 60 с, в подальшому цей режим вважався оптимальним. У цьому випадку ефект зміцнення після УЗУО становить 91 %. Систематичні експерименти показали, що збільшення тривалості обробки для обох режимів УЗУО призводить до зниження мікротвердості (рис.3). Найменші значення мікротвердості отримано після обробки протягом 180 с.

Таким чином, у даній статті встановлено два ефекти, пов'язані із зміною мікротвердості після УЗУО поверхні сплаву Д16: для малих часів ультразвукової дії характерним є істотне збільшення мікротвердості (ефект зміцнення), а для більш тривалої обробки – значне зниження мікротвердості (ефект знеміцнення). До теперішнього часу структурно-фазові механізми зміни механічних властивостей поверхні

алюмінієвих сплавів внаслідок ІПД практично не вивчені. Проте є певний досвід у дослідженні впливу об'ємних методів ІПД на структуру і механічні властивості легких сплавів.

Як відомо, задачею ІПД є формування ультрадрібнозернистої і нанодисперсної структури в масивних металевих зразках подрібненням їх мікроструктури. Виникнення такої структури деформаційної природи і дає можливість створювати матеріали з більш високою міцністю. Подрібнення структури до нанорозмірних зерен за рахунок об'ємної ІПД сплавів на основі алюмінію виявлено, наприклад, для сплавів Al-Me (Me-Ce, Zr, Sn, Nb) [12], Al-Zn і Al-Mg [13], Al-Cu-Mg [14]. Розмір подрібнених зерен лежить у межах 40–200 нм. Як випливає з даних досліджень, механізм зміцнення при ІПД заснований на подрібненні зерна і нерівноважному стані границь зерен з високим рівнем локальних внутрішніх напружень біля них. Велику роль при цьому грає кількість і характер розподілу дислокацій. Складні взаємодії між дислокаціями сприяють формуванню нових субзерен і посилюють ефект подальшого подрібнення. Зростання твердості на початкових ступенях деформації зумовлено тим, що петлі дислокацій стають структурно більш організованими, формуючи границі дислокаційних комірок, всередині яких дислокації відсутні. Таким чином, початкове зміцнення можна вважати деформаційним наклепом (зміцненням). Далі зміцнення за рахунок подрібнення зерен стає домінуючим. Проте даний висновок може бути справедливим тільки для випадку ІПД однофазних систем.

У багатофазних системах, до яких належать алюмінієві сплави з ефектом дисперсійно-

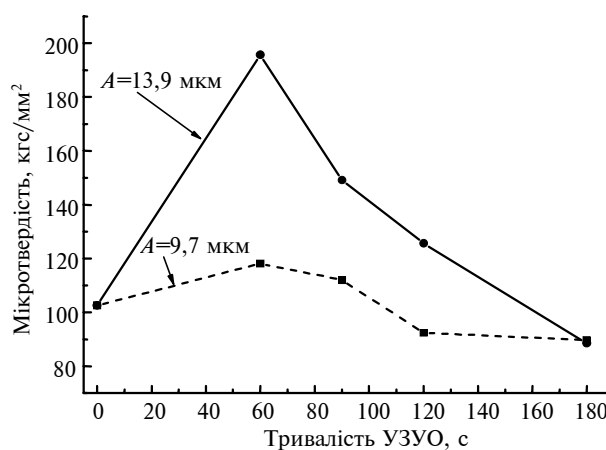


Рис. 3. Залежність мікротвердості від тривалості УЗУО при різних амплітудах коливань концентратора A

го твердіння, механізм зміни механічних характеристик у результаті інтенсивної деформації значно складніший. Відомо, що висока міцність таких сплавів зумовлена утворенням у процесі старіння великої кількості ( $10^{14}$ – $10^{15}$  мм<sup>-2</sup>) нанорозмірних частинок метастабільної фази з впорядкованою структурою, яка когерентна матричній фазі. Навколо цих частинок створюються поля пружних напружень, які перешкоджають руху дислокацій і тим самим підвищують межу текучості. При відповідній термічній обробці в сплаві формуються також частинки стабільної фази, яка некогерентна матричній фазі. Ці відносно крупні, але менш численні некогерентні частинки надають менший зміцнювальний ефект, але можуть бути центрами зародження тріщин. Таким чином, якщо структурно-фазові зміни матимуть місце і при ІПД, то можна очікувати складніших змін механічних властивостей. В ряді недавніх праць встановлено істотні зміни структурно-фазового стану в об'ємі алюмінієвих сплавів при різних ступенях інтенсивної деформації. Наприклад, авторами статті [12] встановлено трансформацію вторинних фаз при ІПД алюмінієвих сплавів методом зсуву під високим тиском. При такому ж методі ІПД у праці [13] виявлено не тільки подрібнення зеренної структури в сплавах Al-Zn і Al-Mg, але і розпад пересиченого твердого розчину. На думку авторів даного дослідження, спостережуваний розпад контролюється дифузійними процесами, а саме об'ємною дифузією і дифузією по границях зерен. Найвірогіднішим механізмом розпаду пересиченого твердого розчину при деформації є зерногранична дифузія, прискорена потоком нерівноважних вакансій. У даних сплавах відзначено також деяке зниження мікротвердості після ІПД.

Досить незвичайна поведінка сплавів, коли при деформації замість зміцнення матеріалу спостерігається погіршення його міцнісних характеристик, пояснюється описаними вище структурними змінами. Для звичайних крупнозернистих металів, згідно з відомим співвідношенням Холла–Петча, виявлений ефект зміцнення сплаву внаслідок значного подріб-

нення структури. Проте, крім зменшення розміру зерна, в результаті інтенсивної деформації можливий процес розпаду пересиченого твердого розчину, коли вся надмірна домішка або частина її виходить з нього. Отже, ефект знеміцнення після ІПД, пов'язаний із розпадом пересиченого твердого розчину, переважає над зміцненням, викликаним зменшенням розміру зерна і зростанням густини дислокацій [13]. Субмікронні фази при ІПД можуть також зміщуватися, ділитися на нанорозмірні фрагменти і потім розчинятися, якщо їх розмір менше критичного розміру для розчинення. Вторинні інтерметалідні фази повністю розчинені. Мікротвердість після ІПД монотонно підвищується із зростанням ступеня деформації до певного рівня, після чого досягає насичення. При великих ступенях деформації відзначається ефект “пом'якшення” за рахунок динамічного відпочинку [14]. Аналогічний ефект спостерігався також при об'ємному плющенні сплаву Д16 [15]. Із збільшенням ступеня деформації твердість зростає до насичення, але на останніх етапах зменшується, що пов'язується з рекристалізацією.

### Висновки

На підставі літературних даних можна зробити висновок про те, що спостережувану в даній статті зміну мікротвердості після УЗУО слід пов'язувати з істотною модифікацією початкового структурно-фазового стану сплаву Д16. На початкових стадіях деформації зміцнення матеріалу можна пояснити процесом подрібнення зерен і формуванням стійких сильно розорієнтованих комірчастих структур. Знеміцнення сплаву при збільшенні ступеня деформації зумовлено процесами розпаду пересиченого твердого розчину на основі алюмінію і розчинення зміцнювальних дисперсних вторинних фаз.

Отже, при відпрацюванні оптимальної технології зміцнення поверхні сплаву Д16 методом УЗУО в перспективі треба проводити дослідження процесів трансформації тонкої мікроструктури залежно від режимів обробки.

Г.И. Прокопенко, С.М. Волошко, И.Е. Котенко,  
А.П. Бурмак

# ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ

Проанализировано влияние разных режимов ультразвуковой ударной обработки на микротвердость алюминиевого сплава Д16. Определена толщина модифицированного поверхностного слоя и установлено, что эффект упрочнения после УЗУО может достигать 91 %. Обсуждены возможные структурно-фазовые механизмы изменения механических свойств поверхности алюминиевых сплавов в результате интенсивной пластичной деформации.

G.I. Prokopenko, S.M. Voloshko, I.Ye. Kotenko,  
A.P. Burmak

# THE CHANGE OF THE MICROHARDNESS OF ALUMINIUM ALLOY D16

After Ultrasonic Shock Treatment

In this paper, we analyze the effect of various modes of ultrasonic shock treatment on the microhardness of the aluminium wrought alloy D16. We determine the thickness of the modified near surface area and prove that the effect of the surface strengthening after UST can reach 91%. Furthermore, we discuss the possible structural phase mechanisms of the change of mechanical properties of the aluminium alloys surface as a result of intensive plastic deformation.

1. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. — М.: Логос, 2000. — 272 с.
2. *Васильев М. А., Прокопенко Г.И., Филатова В.С.* Нанокристаллизация металлических поверхностей методами интенсивной пластической деформации: Обзор // Успехи физики металлов — 2005. — № 2. — С. 345–399.
3. *Kim W.J., Chung C.S., Ma D.S. et al.* Optimization of strength and ductility of 2020 Al by equal channel angular pressing (ECAP) and post-ECAP aging // Scripta Mater. — 2003. — **49**. — P. 333–338.
4. *Hu L., Li Y., Waang E., Yu Y.* Ultrafine grained structure and mechanical properties of LY12 Al alloy prepared by repetitive upsetting-extrusion // Mater. Sci. Eng. — 2006. — **A422**. — P. 327–332.
5. *Asquith D.T., Yerokhin A.L., Yates J.R., Matthews A.* The effect of combined shot-peening and PEO treatment on the corrosion performance of 2024 Al alloy // Thin Solid Films.— 2007. — **516**. —P. 417–421.
6. *Ludian T., Wagner L.* Effect of age-hardening on high-cycle fatigue performance of mechanically surface treated Al 2024 // Mater. Sci. Eng.— 2007. — **A468-470**. — P. 210–213.
7. *Белоцкий А.В., Винниченко В.Н., Муха И.М.* Ультразвуковое упрочнение металлов. — К.: Техника, 1989. — 168 с.
8. *Kazimirov A.A., Gruzd A.A., Prokopenko G.I.* The effect of ultrasonic treatment on the structure and properties of welded joints in the AMg6 alloy // Avt. Svarka. —1980. — **7**. — P. 38–40.
9. *Liao M., Chen W.R., Bellinger N.C.* Effect of ultrasonic impact treatment on fatigue behavior of naturally exfoliated aluminium alloy // Inter. J. Fatigue.— 2008. — **30**. — P. 717–726.
10. *Mordyuk B.N., Prokopenko G.I.* Ultrasonic impact peening for the surface properties management // J. Sound Vibration.— 2007. — **308**. — P. 855–866.
11. *Rodopoulos C.A., Kermanidis A.Th., Statnikov E. et al.* The effect of surface engineering treatment on fatigue behavior of 2024-T351 aluminum alloy // J. Mater. Eng. Perform.— 2007. — **16**. — P. 30–34.
12. *Носкова Н.И., Вильданова Н.Ф., Чурбаев Р.В.* Особенности формирования нанокристаллических зерен в сплавах на основе алюминия при интенсивной пластической деформации // ФММ. — 2005. — **99**. — С. 46–52.
13. *Мазилкин А.А., Страумал Б.Б., Протасова С.Г.* Структурные изменения в алюминиевых сплавах при интенсивной пластической деформации // ФТТ. — 2007. — **49**. — С. 824–829.
14. *El-Danaf E.A., Soliman M.S., Almajid A.A., El-Rayes M.M.* Enhancement of mechanical properties and grain size refinement of commercial purity aluminum 1050 processed by ECAP // Mater. Sci. Eng.— 2007. — **A458**. — P. 226–234.
15. *Пашинская Е.Г., Марчук И.В., Толпа А.А.* Сравнительный анализ изменения структуры и свойств алюминиевого сплава после прокатки по стандартной и Т–Д технологиям // Физика и техника высоких давлений. — 2004. — **14**. — С. 84–95.